

# **ВЫБОР КОНЦЕНТРАЦИОННЫХ ИНТЕРВАЛОВ РАЦИОНАЛЬНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ И МОДИФИЦИРОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Al-Zn-Mg-Cu**

*Смирнов В.Л., Ильиных М.В., Зайцева Н.А.*

*Руководитель – проф., д.т.н. Замятин В.М.*

ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина»,  
г. Екатеринбург, infinity777@el.ru, maksim.kamur@mail.ru

Вопрос оптимизации химического состава многокомпонентных алюминиевых сплавов, предназначенных для изготовления полуфабрикатов с требуемыми структурой и свойствами, имеет очень важное значение. Один из подходов к решению этого вопроса основывается на минимизации эффективной объемной доли и неоднородности ориентации избыточных фаз в полуфабрикатах. Указанный подход не учитывает состава фаз и матрицы сплавов, что не позволяет в полной мере оптимизировать состав сплавов по содержанию легирующих и примесных элементов. В данной работе для оптимизации химического состава многокомпонентных алюминиевых сплавов предлагается подход, основанный на результатах термического и микрорентгеноспектрального анализов сплавов в закаленном или состаренном состояниях.

Для модифицирования многокомпонентных алюминиевых сплавов все шире начинают применяться лигатурные прутки Al - 5 % Ti - 1 % В и Al - 3 % Ti - 0,15 % С. Однако вопрос об оптимальном расходе этих лигатур при непрерывном модифицировании деформируемых алюминиевых сплавов при полунепрерывном литье слитков пока не решен. Это обстоятельство потребовало дополнительных исследований процесса модифицирования алюминиевых сплавов вышеуказанными лигатурами.

Объектами исследования служили образцы промышленных алюминиевых сплавов на основе системы Al-Zn-Mg-Cu. Образцы вырезали из литых и гомогенизированных плоских слитков поперечным сечением 300×1100 и 400×1320 мм, а также из термообработанных толстых плит.

Для определения температур фазовых превращений (неравновесного солидуса  $t_{нс}$ , равновесного солидуса  $t_s$  и ликвидуса  $t_l$ ) образцов от слитков и плит алюминиевых сплавов был применен модернизированный метод термического анализа (ТА), с последующим численным дифференцированием кривых нагрева и охлаждения.

Для исследования структуры сплавов применялся сканирующий электронный микроскоп «JSM-5900LV» с приставкой электронно-зондового микроанализатора локальностью 1...2 мкм.

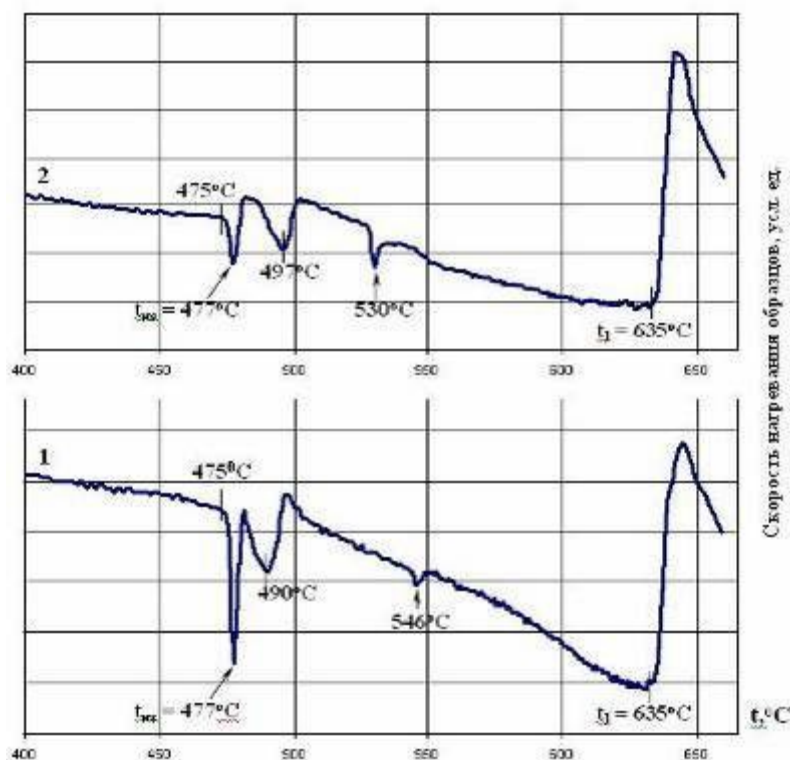


Рисунок 1. Термограммы промышленного алюминиевого сплава 7050 в режиме нагрева (состояния): 1 – отожженное; 2 – гомогенизированное

При промышленном производстве плит толщиной 60...150 мм из сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu часто наблюдается недопустимо низкий уровень и разброс механических свойств плит. Для решения этой актуальной задачи использован принцип рационального легирования сплавов, основанный на результатах их термического и микрорентгеноспектрального анализов. Принцип рационального легирования учитывает: предельную совместную растворимость легирующих элементов в алюминиевой матрице сплавов при температуре нагрева под закалку; долю легирующих элементов, участвующих в образовании с примесными элементами практически нерастворимых фаз, а также долю легирующих элементов, образующих между собой избыточные фазы, которые, хотя и являются растворимыми, но не могут раствориться при нагреве под закалку из-за достигнутой насыщенности  $\alpha$ -твердого раствора.

Термический анализ образцов от отожженного и гомогенизированного слитков показал (см. рис. 1), что на термограммах имеются четко выраженные эндотермические пики, свидетельствующие о том, что полного растворения неравновесной эвтектики при гомогенизации слитков по серийным режимам не происходит. Следует отметить, что эндотермический пик сплава 7050 системы Al-Zn-Mg-Cu-Zr имеет раздвоение. Первый пик на термограммах при температуре 477 °C

обусловлен плавлением легкоплавкой эвтектики, представляющей собой смесь кристалликов  $\alpha_{Al}$  и фазы  $Mg(Zn,Cu,Al)_2$ . В результате этого процесса цинк диффундирует в зерна алюминиевой матрицы. Фаза  $Mg(Zn,Cu,Al)_2$  превращается в фазу  $Al_2CuMg$ , которая совместно с кристалликами  $\alpha_{Al}$  образует новую эвтектику. Плавление последней осуществляется при температурах вторых эндотермических пиков: 490 и 497 °С (образцы от отожженного и гомогенизированного слитка, соответственно). Наличие в слитках неравномерно распределенного избытка фазы  $Al_2CuMg$  с растворенным в ней цинком (3...4 масс. %) приводит к тому, что изготовленные из них плиты сплава 7050 обладают пониженными механическими свойствами.

Микрорентгеноспектральный анализ шлифов из центральной зоны закаленных и состаренных плит толщиной 152,4 мм из сплава 7050 в состоянии T7451 показал наличие по границам зерен дисперсных частиц фазы  $Al_2CuMg$ , нерастворенной при нагреве плит под закалку. Содержание основных легирующих элементов в матрице плиты из сплава 7050 в состоянии T7451 составляет (в масс. %): 7,30 % Zn, 1,88 % Mg и 2,19 % Cu. Следовательно, при нагреве плиты под закалку до 475°С и выдержке ее при этой температуре в течение 300 мин указанные значения концентраций соответствуют предельной растворимости основных легирующих элементов в алюминиевой матрице сплава. Исходя из принципа рационального легирования, рекомендованы следующие нижние концентрационные пределы магния и меди в сплаве 7050 (в масс. %): 1,9 % Mg и 2,2 % Cu.

Что касается цинка, то следует отметить, что он практически полностью растворяется в алюминиевой матрице сплава при нагреве плит под закалку. Поэтому его содержание в сплаве целесообразно выбирать в середине концентрационного интервала, задаваемого нормативной документацией.

На основании полученных результатов предложен сбалансированный химический состав сплава 7050 по основным легирующим элементам, содержание которых изменяется в интервалах (в масс. %): (1,95...2,15) Mg, (2,20...2,35) Cu, (6,20...6,40) Zn. Уменьшение легированности сплава 7050 магнием и медью устранило нестабильность и повысило уровень значений относительного удлинения толстых плит в состоянии T7451 в высотном направлении, а также их прочностные свойства в поперечном и продольном направлениях.

При современном промышленном производстве слитков из деформируемых алюминиевых сплавов, получаемых методом полунепрерывного литья, применяется комбинированный способ модифицирования сплавов (лигатура в виде чушек Al - 3 % Ti + прутковая лигатура Al - 5 % Ti - 1 % В). За счет присадки лигатуры Al - 3 % Ti содержание титана в сплаве поддерживается в пределах

0,04...0,06 масс. %, а расход прутковой лигатуры Al - 5 % Ti - 1 % В составляет 1 кг на 1 тонну сплава. Результаты исследования структуры слитков свидетельствуют о существенном измельчении размера литого зерна (до 100...150 мкм). Однако, в микроструктуре слитков наблюдается увеличение толщины эвтектических прослоек по границам зёрен и размеров интерметаллидных фаз кристаллизационного происхождения.

Анализ серийного комбинированного способа модифицирования сплава Al - 8,1 % Zn - 2,2 % Mg - 1,6 % Cu - 0,12 % Zr показал, что значительное измельчение литого зерна в слитках данного сплава не приводит к ожидаемому повышению их пластических свойств при температурах (390...410 °C) горячей деформации. Модифицирование этого сплава прутковой лигатурой Al - 5 % Ti - 1 % В при ее расходе 1 кг на 1 тонну расплава вызывает существенное снижение вязкости разрушения плит в состоянии T12. Аналогичные результаты были получены и для сплавов 7050 и 7075.

Кроме того, при изготовлении штамповок сложной конфигурации из сплава 7050 в состоянии T74 в их макроструктуре обнаруживаются дефекты типа расслоений. В поверхности расслоений обнаружены частицы фаз, свойственные сплаву 7050:  $Al_2CuMg$ ,  $Al_7Cu_2Fe$  и  $Mg_2Si$ . В то же время, в поверхности раскрытого блестящего расслоения помимо фаз, свойственных данному сплаву, имеются частицы с высоким (до 20 %) содержанием титана, которые не были обнаружены при микрорентгеноспектральном анализе как здорового излома, так и специально приготовленных шлифов. На основании полученных данных уточнен механизм образования блестящих расслоений и сделано заключение об отрицательном воздействии избыточного модифицирования алюминиевых сплавов титаном (из расчёта 1 кг лигатуры Al - 5 % Ti - 1 % В на 1 тонну расплава) вследствие его высокой гидридообразующей способности.

Промышленные эксперименты показали, что уменьшение расхода лигатур Al - 3 % Ti и Al - 5 % Ti - 1 % В обеспечивает получение штамповок из сплавов 2014T6 и 7050T74 без расслоений. На основании результатов многочисленных экспериментов сформулирован принцип рационального модифицирования многокомпонентных алюминиевых сплавов, заключающийся в том, что количество вводимого модификатора должно обеспечить получение однородной макроструктуры слитков с разветвленным равноосным зерном диаметром 200...250 мкм и, как следствие, дисперсность фаз в межосных пространствах; при этом содержание модификатора в сплаве должно быть минимальным, а его распределение по микрообъемам сплава – максимально равномерным. Благодаря такому подходу к процессу модифицирования удалось предотвратить образование расслоений в штамповках и плитах, повысить вязкость разрушения и усталостную долговечность полуфабрикатов.